

EVALUACIÓN DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO A TRAVÉS DE ENSAYOS DE IMPACTO

Lambertucci Luis A, Maffia Ernesto G. (*), González Alfredo (**)

LIMF (laboratorio de Investigaciones en Metalurgia Física), Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP), 1900, BA, Argentina

(**) Facultad de Ingeniería de La Plata (UNLP), Conicet, BA, Argentina

(*). Email: ernesto.maffia@ing.unlp.edu.ar

Palabras claves: tratamiento térmico, homogeneizado, charpy

INTRODUCCIÓN

En la actualidad, existe una gran demanda de materiales de alta conductividad térmica y eléctrica conjuntamente con elevada resistencia mecánica para aplicaciones eléctricas y electrónicas. Si bien, las aleaciones cobre-berilio alcanzan a cubrir estos requisitos, también presentan algunos inconvenientes, como ser: un alto costo y un fuerte poder contaminante durante el proceso de fabricación. Por estas razones han surgido algunas alternativas de reemplazo, siendo una de la más promisorio la aleación *CuNiSiCr*. Si bien es un material que se fabrica en otros países desde hace tiempo, hace pocos años ha comenzado a desarrollarse en el país por una PYMES en sustitución de importaciones, lo cual ubica a esta iniciativa en una franca actitud de apoyo al desarrollo de la industria nacional.

La mayoría de las aplicaciones de la aleación *CuNiSiCr* son objetos con formas de placas o laminas finas y para conseguir estas formas se deben aplicar grandes deformaciones plásticas al material. Surge entonces la necesidad de lograr un estado de máxima ductilidad a través del tratamiento térmico de homogeneizado y encontrar algún ensayo para evaluar la ductilidad del material antes de someterlo a procesos de conformado. El homogeneizado es un tratamiento térmico que se realiza a altas temperaturas durante prolongados periodos de tiempo con la finalidad de eliminar o disminuir la segregación dendrítica en los productos fundidos que solidifican fuera de equilibrio. El tiempo y temperatura requeridos para homogeneizar un producto, varía con el tipo de aleación, con el tamaño de grano de la pieza fundida y con el grado deseable de homogeneizado. Los valores típicos de tiempo y temperatura para la mayoría de las aleaciones base cobre varían entre 3 y 10 hs y las temperaturas están siempre por encima del rango de temperaturas de recocido, aproximadamente 50°C por encima de la temperatura de solvus [2]. Existe un parámetro para evaluar la capacidad de procesamiento de un material, y este parámetro se denomina trabajabilidad [3]. Diferentes investigadores han trabajado en la aplicación de tratamientos térmicos de homogeneizado con la finalidad de aumentar la trabajabilidad de materiales poco dúctiles. Según estudios realizados sobre la aleación *CuNiSiCr*, la mejor trabajabilidad se obtiene con homogeneizados a 850°C con tiempo de mantención de 6 horas. Esta mejora en la ductilidad está asociada a la presencia de una microestructura conteniendo una escasa cantidad de precipitados en limite de grano, de manera discontinua y precipitados en el interior de los granos de forma redondeada lo que conlleva a una disminución del efecto entalla ante la aplicación de cargas externas [4].

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las muestras se preparan en fábrica a partir de un lingote de *CuNiSiCr* colado en coquilla refrigerada, usando para la fusión un horno de fosa con un crisol de grafito. Para la confección de las muestras se corta el lingote en dos partes y estas son homogeneizadas durante 2 Hs a 850°C (denominada "condición A") y 5 Hs a 850°C (denominada "condición B") y después forjadas en caliente a 1000°C. Del proceso de

forja surgen dos barras de 15x15x500 mm. La composición de la aleación CuNiSiCr, obtenida mediante un análisis químico vía húmeda dice: 2,03%Ni, 0,1% Cr, y 0.8% de Si.

La única variable que se genera en el todo el proceso de transformación es el tiempo de homogeneizado, ya que las demás condiciones (temperatura de homogeneizado, temperatura y tiempo de forjado y temperatura y tiempo de envejecido) se mantienen constantes. En base a las muestras obtenidas, se mecanizan las probetas para el ensayo de impacto método Charpy. Las dimensiones utilizadas son las especificadas en la norma ASTM E23 para probetas tipo A. El ensayo de impacto es realizado en una maquina pendular para ensayos de choque, con una energía máxima de péndulo de 300 joule. Para realizar el análisis fractográfico de las superficies de fracturas se utiliza un microscopio de barrido electrónico (ESEM) con el objeto de observar rasgos que nos permitan caracterizar el tipo de fractura producido durante el ensayo. También se utiliza un microscopio óptico (Leica) para la observación de las microestructuras resultantes de las diferentes condiciones de homogeneizado. La preparación metalográfica se lleva a cabo usando de técnicas metalográficas convencionales.

DISCUSIÓN Y RESULTADOS

- Fractografía de las superficies de fractura.

Este es un tipo de examen microestructural relativamente nuevo, a partir del cual se puede obtener una gran cantidad de información mediante la observación de las superficies de fractura a aumentos relativamente elevados. El aspecto de la fractura indica, en modo cualitativo, la energía absorbida en la fractura. Las técnicas fractográficas electrónicas comenzaron a utilizarse poco después del desarrollo de los primeros microscopios electrónicos por transmisión (1933-40) y actualmente constituyen una herramienta de análisis muy empleada en el análisis de falla [14].

A seguir se presentan en la figura 4, la micrografía del material en condición de homogeneizado a 2 hs (condición A). En la misma se pueden observar pequeñas cavidades (también denominados hoyuelos) que son la resultante de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones o discontinuidades. Estas microcavidades originan una gran concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Según M. Ipohorski [14], tanto el diámetro como la profundidad de la cavidad dependen del número de sitios donde se puedan iniciar las microcavidades originales, y por supuesto de la plasticidad de la matriz. Podemos describir como ejemplo a una aleación que contenga un gran número de partículas dispersas. Aquí, la superficie de fractura presentará una mayor densidad de cavidades que un metal puro sin aleantes. En este último caso existen menos sitios de nucleación de microcavidades y en la superficie de fractura se observarían entonces menos cavidades, pero de dimensiones mayores.

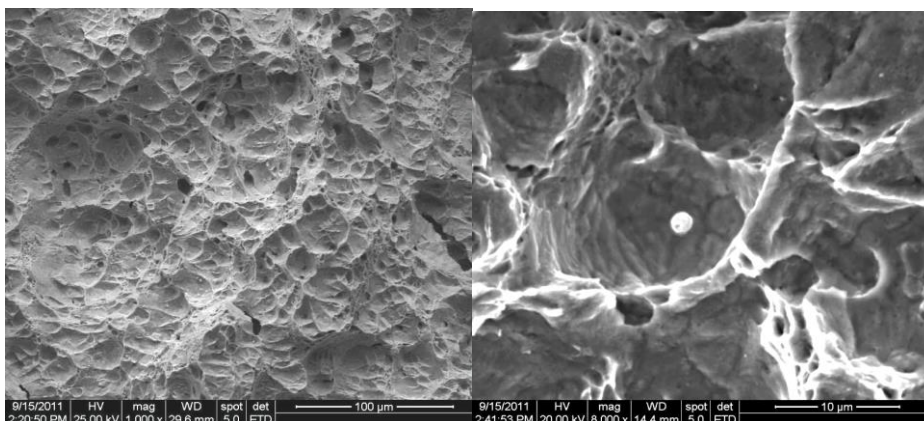


Figura 4. Micrografía de aleación CuNiSiCr en la condición A: 2 hs de homogeneizado a 850°C. A la izquierda se observa una vista general y a la derecha un acercamiento para ver los hoyuelos y sus características.

En la figura 5, se observan las micrográficas del material en la condición de homogeneizado a 5 hs (condición B). De la comparación entre ambas condiciones, no surgen diferencias fractográficas apreciables como para extraer conclusión alguna.

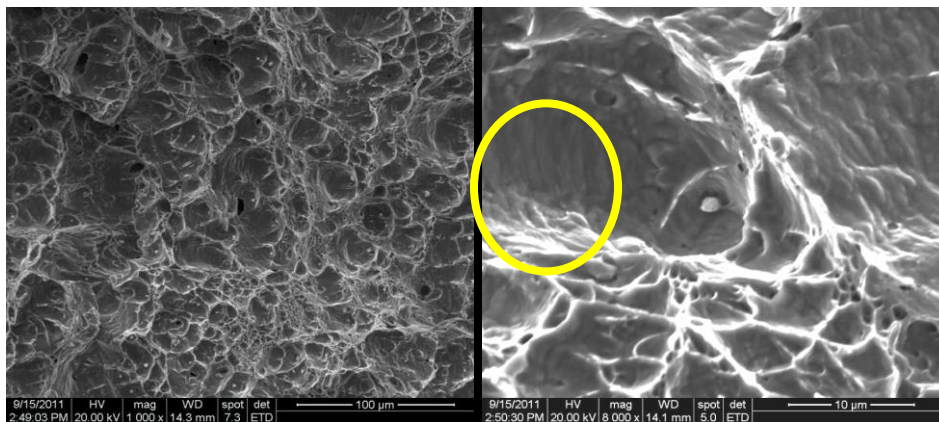


Figura 5. Micrografía de la probeta en la condición B: 5 hs de homogeneizado a 850°C.

Una de las pocas afirmaciones que pueden hacerse a través de la observación de la forma de la cavidad es que al ser esta equiaxial, indica que el esfuerzo aplicado fue un esfuerzo de tracción simple. También, se observa que en las paredes internas de las cavidades mayores (hoyuelos), en las dos condiciones se encuentra una cierta cantidad de líneas de deslizamientos (circulo amarillo en figura 5). La formación de varias líneas de deslizamientos ocurre en aquellos metales que, frecuentemente sufren una considerable deformación plástica, generándose entonces las llamadas “*marcas de deformación*” en las paredes del hoyuelo. Estas marcas se producen porque los planos deslizamiento en la superficie de los hoyuelos están favorablemente orientados a la dirección del esfuerzo principal. El esfuerzo continuo de las superficies libres de los hoyuelos a medida que se agrandan los microporos, produce el desplazamiento de planos de deslizamiento en la superficie del hoyuelo[15]. Cuando se forman por primera vez, las huellas de deslizamiento son agudas, bien definidas, formando una estructura reticular que se conoce generalmente como serpentina de deslizamiento. A medida que se va desarrollando el proceso de deslizamiento, las trazas inicialmente agudas y afiladas se convierten en lisas, lo que resulta en una estructura de superficie “como ondas”.

- Energía absorbida.

Los resultados de los ensayos de choque sobre probeta entallada no son fácilmente expresables en forma de datos utilizables para el diseño, porque no pueden medir el estado triaxial de tensiones creado en la entalla y no hay un acuerdo general para interpretar el significado de los datos obtenidos [16].

La respuesta de la probeta de aleación CuNiSiCr al ensayo de choque se mide por la energía absorbida en la rotura de la probeta y esta información se acompaña con alguna medida de ductilidad, por ejemplo, el tanto por ciento de contracción de la entalla [17].

Tanto en la figura 7 (a) como en la figura 7 (b) se puede observar la contracción lateral en el fondo de la entalla. El tanto por ciento de contracción lateral, (Indicado por las flechas amarillas), para la probeta homogeneizada durante 2 hs es, aproximadamente un 26% mientras que en la probeta homogeneizada por 5hs, la contracción alcanza al 50%. Este tipo de comportamiento es una medida, cualitativa, de la ductilidad del material.

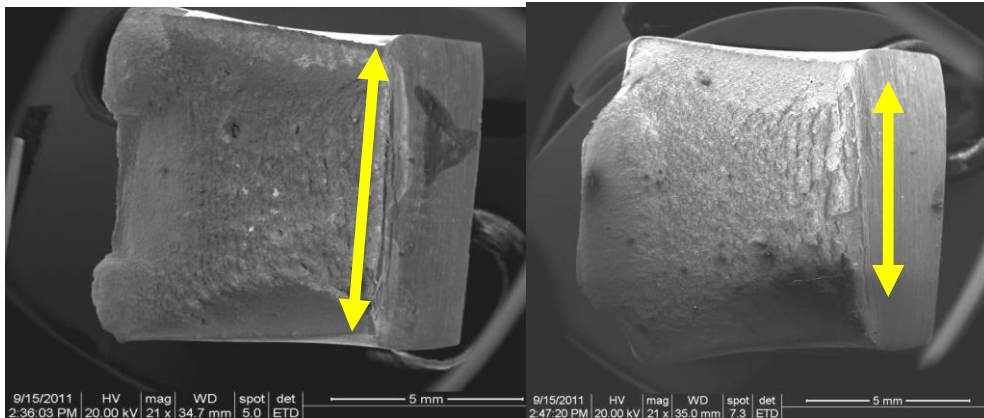


Figura 7. Superficies de fractura de probetas charpy ensayadas con distintas condiciones de homogeneizado

En los ensayos de impacto, también se calcula el valor de la energía de rotura ó energía absorbida en la rotura, en Joule (J) como unidad de medida. Si bien esta determinación no nos ofrece una propiedad definitiva de la aleación en estudio por ser muchos los factores que inciden en los valores de los ensayos de impacto, conforma un índice de la tenacidad con respecto a valores obtenidos en ensayos análogos, dado que no admite otra condición de comparación [16].

En la Tabla 2 se ilustran los valores de energía absorbida obtenidos en los ensayos de choque sobre probeta entallada para las dos condiciones del tratamiento térmico de homogeneizado. Se observa que los datos presentan alguna dispersión y en gran parte, esta se debe a las variaciones locales en las propiedades del material y también a la dificultad de preparar entallas perfectamente reproducibles. Son decisivas, entonces, la forma y la profundidad de la entalla así como la colocación de correcta de la probeta en la máquina de ensayo.

Tabla 2. Energía absorbida en las muestras homogeneizadas 2 hs (condición A) y 5 hs (condición B).

Muestras condición A (envejecidas)	Energía absorbida para la fractura. (Joule)	Muestras condición B (envejecidas)	Energía absorbida para la fractura. (Joule)
1	78±1	1	122±1
2	95±1	2	112±1
3	92±1	3	120±1
		4	112±1
		5	110±1
	Promedio: 88.3 Joule		Promedio: 115.2 Joule

Los datos de la tabla 2 muestran que las probetas homogeneizadas por mayor cantidad de tiempo absorben mayor energía al momento del impacto. Este resultado sugiere que el tratamiento de homogeneizado realizado por 5 hs, genera una microestructura mas maleable, más tenaz, probablemente con menor cantidad de precipitados en la matriz.

- Segundas fases.

Para corroborar si la cantidad de precipitados está relacionado en modo inverso al tiempo de homogeneizado, se observa por medio de microscopia óptica la microestructura de muestras homogeneizada en diferentes tiempos. La finalidad de estas observaciones es evaluar la cantidad y la morfología de las segundas fases presentes en función del tiempo de tratamiento.

Como ya se sabe, las propiedades y características metalúrgicas en cualquier material, tanto de la matriz como de las segundas fases, afectan directamente su ductilidad. En general, aquellos factores que aumentan la resistencia de la matriz, tienden a disminuir su ductilidad. El efecto que produce una segunda fase sobre las propiedades mecánicas es siempre significativo y tiene relación directa con la trabajabilidad del material. N. Singh et al estudiaron la influencia que producen segundas fases en las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio 7075. Sus resultados muestran que se genera un aumento significativo de la ductilidad conforme se elimina la segunda fase [18].

En la micrografía óptica de la figura 8 (a) de la aleación en estudio, el material muestra segundas fases de tamaños significativamente mayores, comparados con segundas fases de las muestras homogeneizadas durante 5 hs de la figura 8 (b). En cuanto a su morfología, esta es del tipo elipsoidal en las dos condiciones de homogeneizado. Según Z. Rdzawski [19], como también se demuestra en los análisis vía EDX de la figura 9 realizados por el autor, las fases observadas en estas micrografías son, fundamentalmente, inclusiones de óxidos y segundas fases, de Cr_3Si .

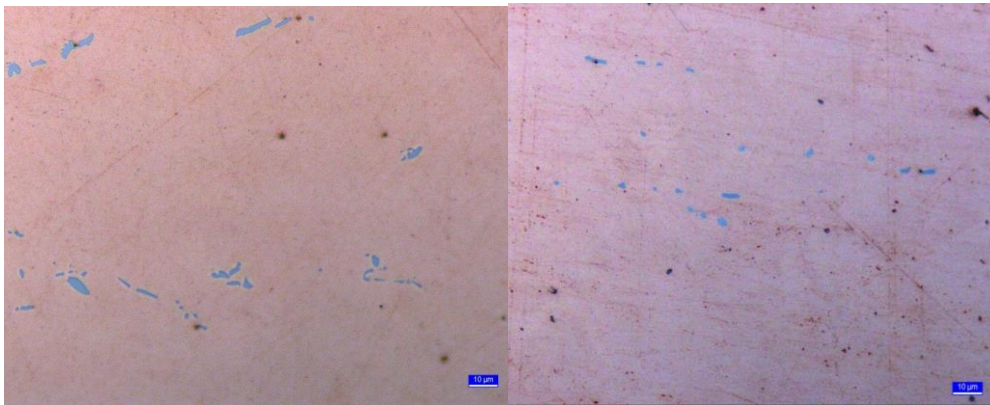


Figura 8. Morfología y cantidad de precipitados encontrados en la aleación CuNiSiCr después de sufrir el tratamiento de homogeneizado durante: (a) 2 hs y (b) 5 hs.

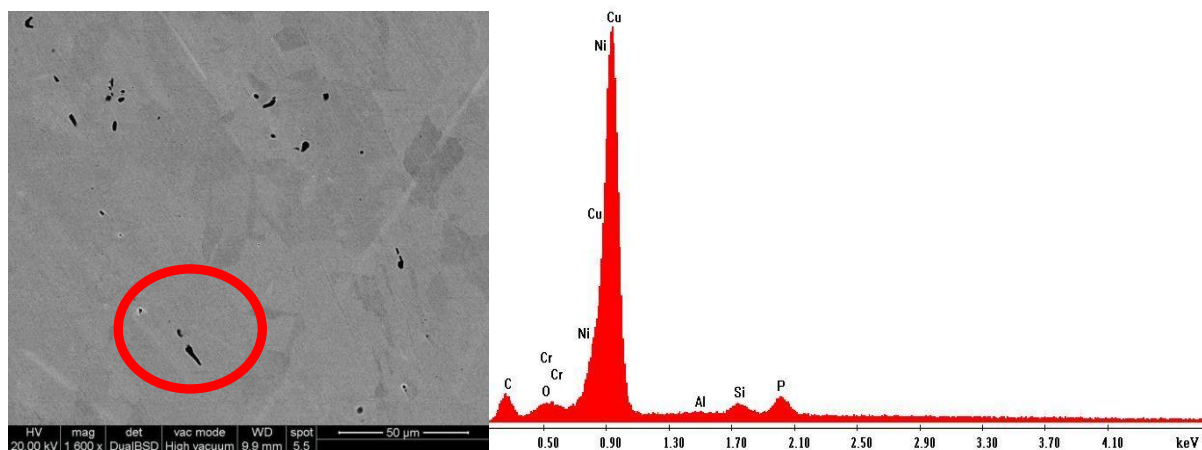


Figura 9. Análisis de segundas fases en la matriz.

Las segundas fases siempre juegan un rol dominante en la fractura dúctil de aleaciones termotratables. Su naturaleza, forma y distribución en la matriz se convierten entonces en factores de gran importancia, así como su fracción en volumen [20].

De modo que, al encontrar una disminución en la cantidad y el tamaño de los precipitados en muestras homogeneizadas por 5 hs, se genera un material más tenaz y dúctil, lo que se demuestra a través de la mayor energía absorbida en los ensayos de impacto (tabla 2).

CONCLUSIONES

Del estudio realizado en la aleación termotratable CuNiSiCr, resulta evidente que el tratamiento térmico de homogeneizado afecta la microestructura de la aleación y esto se evidencia en los valores de energías absorbidas en el ensayo de impacto. En probetas con diferentes condiciones de homogeneizado, las partículas de segunda fase se encuentran distribuidas en toda la matriz. Sin embargo, se observa que son grandes y de forma irregular después de la aplicación de un homogeneizado de solo 2 hs. Pero cuando se aplican 5 hs de homogeneizado, se observa una menor cantidad de segunda fase y de tamaños menores.

Se concluye entonces que esta situación microestructural, producto de la aplicación de un tratamiento de homogeneizado y forja, genera un aumento significativo de la tenacidad conforme se elimina la segunda fase, lo cual produce un material de mayor trabajabilidad.

Por lo tanto, el tratamiento térmico de homogeneizado es una herramienta adecuada para aumentar la trabajabilidad de un material en condición de colado y el ensayo de impacto permite evaluar la calidad y el grado de alcance de este tratamiento térmico, o sea, sus características microestructurales.

REFERENCIAS

- [1] Corson, US patent N° 1658186, <http://patft.uspto.gov>.
- [2] ASM Handbook, Vol. 4, Heat Treating, American Society for Metals 1991.
- [3] ASM Handbook, Vol. 14, Forming and Forging, G.E.Dieter 1996.
- [4] G. Maffia, D. Tovia, A. Cozzarin y A. González, Efecto del Tratamiento de Homogeneizado en la Trabajabilidad de la Aleación CuNiSiCr, V congreso Bolivariano de Ingeniería Mecánica, 16 – 20 Junio de 2008, Cúcuta, Colombia.
- [5] Donald R. Askeland, Ciencia e Ingeniería de los Materiales, 3ra edición 1998.
- [6] W. W. Edens y Q. F. Ingerson, US patent N° 4191601.
- [7] González Palazón, Ensayos Industriales, 9na edición 1979.
- [8] W. Callister, Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales, 3ra edición 1991.
- [9] Gustavo T. Sanchez, Fundamentos del Análisis de Fallas, 1ra edición 2006.
- [10] ASM Handbook, Vol. 12, Fractography, American Society for Metals 1987.
- [11] M. Groover, Fundamentos de la Manufactura Moderna, 1ra edición 1997.
- [12] Apunte de Cátedra, Conformado Plástico, Cap. 2 Deformación en Caliente, Ftad. de Ingeniería UNLP, Autor. Mg. Ing. Daniel Culcasi 2010.
- [14] M. Ipohorski, Fractografía Electrónica: Su Contribución al Análisis de Fallas. Revista SAM, Septiembre 2004 Vol. 1 N° 2.
- [15] ASM Handbook, Vol. 9, Metallography and Microstructure, American Society for Metals 2004.
- [16] Gonzales Palazón, Laboratorio de Ensayos Industriales, Editorial Litenia 1992.
- [17] G. E. Dieter, Metalurgia Mecánica, Editorial Aguilar 1967.
- [18] N. Singh et al, Trans AIME 245, 2063, October 1968.
- [19] Z. Rdzawski, J. Stobrawa, 1996, Materials and Technology, Vol. 9 p 142 – 149.
- [20] W. Hosford, 1993, Metals Forming 2nd ed. PtR Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ0758.
- [21] ASM Handbook, Vol 8, Mechanical Testing and Evaluation, American Society for Metals 2000.

AGRADECIMIENTOS

Los autores a agradecen al Laboratorio de Investigaciones en Metalurgia Física, (LIMF) de la Facultad de Ingeniería de La Plata (UNLP), por facilitar el uso de sus instalaciones y equipamientos.